

技 術 資 料

鋼の連続铸造法について

大 中 都 四 郎*・牛 島 清 人**

On the Continuous Casting of Steel.

Toshiro ONAKA and Kiyoto USHIJIMA

I. 結 言

近年における製鋼技術の飛躍的な発展は真に瞠目すべきものがある。あるいは酸素製鋼といい、あるいは真空溶解ならびに铸造といい、それらはいずれも原理的には早くから人類が予見し、その実現を久しく渴望していた技術が、個々の付帯的な技術の発展の総合成果として実現の運びにいたつたものである。

鋼の連続铸造もまたこれら近年輝しい発展を遂げた製鋼技術の一例に伍するものといえよう。熔融状態の金属から直接、管または板のごとき製品を铸造しようとする 100 年前の H. BESSEMER の着想¹⁾は、10 数年来鋼においてもいちじるしくその具体化が進み²⁾、現在世界における鋼の連続铸造機は第 1 表に示すごとく、建設中のものを含めて実に 50 機に達せんとしている。

すなわちその分布は、欧米の一流工業国ではいずれもおのおの数機が稼働されており、ソ連邦、中共などの共産圏諸国もすでに 10 指に満たんとする設備を保有している。いうまでもなくわが国においても、すでに生産設備として 1 機が稼働中であり、1 機が建設を完了している。このほか数機の具体的な建設計画が進められている。

また機械の型式は、数種類のものがあるが Rossi 法によるものが圧倒的に多く、世界の総数のうち過半を占めている。

铸造能力について見ると、当初の特殊鋼铸造設備としての小型機から遂次、大型化、多連铸造方式化と改造が加えられ、現在最大規模の設備としては 8 連铸造方式の機械が完成し、最大铸造能力は実に 100 t/h を超えんとしている。また铸造可能な寸法はピレットで最大 290 mm φ、スラブで最大 1200 mm 巾である。一方鋼種は低炭素から高炭素にわたる炭素鋼はいうまでもなく、低合金、高合金の特殊鋼を含むほとんどすべてのキルド鋼が铸造可能である。

すなわち現在連続铸造は、鋼の大量生産方式の一環として採用することが可能となり、製鋼設備の重要な一翼を担うにいたつている。しかも現在鋼の連続铸造法は、後述するようにさらに合理的かつ能率的な設備として、また単にキルド鋼に止まらずリムド鋼の铸造にまでも発展せんとしつつある。

II. 鋼の連続铸造法の種類

鋼を連続铸造する方法は、その長い発展経過において数多くの着想が案出、試験された³⁾。しかしながらそれらはいずれも凝固点が高く、熱伝導率が小である、いかえれば凝固ならびに冷却時に問題を起しやすい鋼の特質を如何に手際よく取扱うかという点に等しく苦心を払つて来たものであつて、結局現在実験中または工業化に成功している方法は第 1 表でも明らかなように Böhler 法^{3)~6)}、BISRA 法⁷⁾⁸⁾、Babcock & Wilcox 法⁹⁾¹⁰⁾、Rossi 法^{3)11)~18)}、Junghans 法^{3)19)~21)}、Tessmann 法などである。この中 Tessmann 法だけは水平铸造方式であつて、他はすべて垂直铸造方式の連続铸造法である。

さて連続铸造におけるピレットの冷却ならびに凝固は、鑄型内と鑄型を出た後の 2 段階に大別することができる。この中、鑄型内における冷却は、ピレットの外郭形状を作りかつこれを連続的に引抜くという連続铸造の実現に際してもつとも重要な過程を司るものであつて、上記の各種の連続铸造法はいずれも主としてこの点におのおの独自の着想を生かしているわけである。

すなわち鑄型からのピレットの引抜方式は、静止鑄型からピレットを連続的に滑らせて取出す Böhler 法、鑄型をばねの上に設置しておいてピレットを連続的に引抜く BISRA 法、静止鑄型からピレットを断続的に引抜く Babcock & Wilcox 法、鑄型に上下往復運動を与

* 住友金属工業株式会社車輛鑄鍛事業部、理博

** 住友金属工業株式会社車輛鑄鍛事業部

第 1 表 世界における鋼の

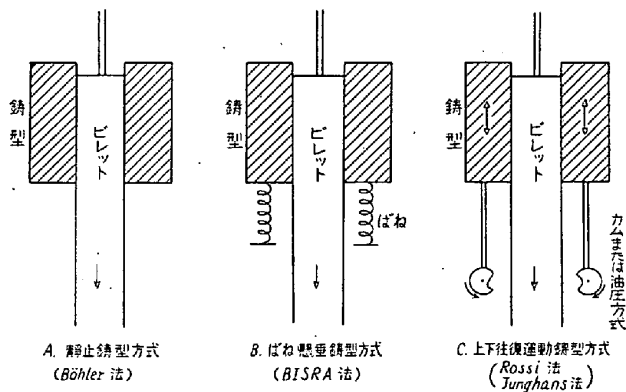
会 社 名	所 在 地	稼働開始 年 度	操業規模	型 式
オーストラリア K. M. Steel Co.	—	建設中	生産規模	Rossi
オーストリア Eisenwerke Breitenfeld GmbH	Breitenfeld	1953	生産規模	Junghans
Gebr. Böhler & Co. A. G.	Kapfenberg	1952	生産規模	Böhler
Schöeller-Bleckmann Stahlwerke A. G.	Ternitz	1957	生産規模	Rossi
ベルギー Centre National de Recherches Métallurgiques	Charleroi	1957	実験規模	BISRA
カナダ Atlas Steels Ltd.	Welland	1954	生産規模	Rossi
イギリス Barrow Steel Works Ltd.	Barrow-in- Furness	1952	生産規模	Rossi
Barrow Steel Works Ltd.	Barrow-in- Furness	1956	実験規模	Rossi-Tessmann (水平型)
British Iron & Steel Research Association (BISRA)	Sheffield	1955	実験規模	BISRA
Low Moor Alloy Steel Works Ltd.	Low Moor Bradford	1946*	生産規模	Low Moor 合金鋼 会社で設計
Richard Thomas & Baldwin Ltd.	—	建設中	生産規模	Rossi
Shelton Steel Co.	—	建設中	生産規模	Rossi
Wm. Jessop & Sons Ltd.	Sheffield	1954	実験規模	BISRA で基礎実験 Campbell Grifford 及 び Morton で設計
Appleby Frodingham Steel Co.	—	建設中	生産規模	Rossi
フランス Compagnie des Ateliers et Forge de la Loire	Unieux	1955	生産規模	Veryniaud Licence
Société des Hauts-Fourneaux et Forge d'Alleverd	Alleverd	1956	生産規模	Rossi
Société Française de Constructions Mécaniques, Anciens Etablissements Cail	Denain	1955	生産規模	Junghans
Société des Fonderies de Pont-à-Mousson	Pont-à-Mousson	建設中	生産規模	Rossi
Société des Aciers Fins de l'Est	Hagondange	建設中	生産規模	Junghans
西ドイツ Aktiengesellschaft der Dillingen Hüttenwerke	—	建設中	生産規模	Rossi
Deutsche Edelstahlwerke A. G.	Krefeld	1959	生産規模	Rossi-Tessmann
KloECKnerwerke A. G.	Hagenhaspe	1953	実験規模	Junghans
Mannesmann Hüttenwerke A. G.	Huckingen	1950	生産規模	Junghans- Mannesmann
Paderwerk Gebr. Benteler	Paderwerk Paderborn	1958	生産規模	Rossi
Rheinische Röhrenwerke A. G.	Mülheim	1952	生産規模	Junghans
東ドイツ VED Edelstahlwerke	Freital	—	—	Roth
インド Kanara Steel Works	—	建設中	生産規模	Rossi
イタリア S.P.A. Ferrière Acciaierie di Udine (SAFAU)	Udine	1957	生産規模	Rossi
Terni Soc.	Terni	1958	生産規模	Junghans

連続铸造法の現状 (1961年3月現在)

ストランド数	铸込速度または能力	鋼種	ビレット寸法	備考
1	—	低合金鋼	100mm φ	—
2	2m/mn (最大)	炭素鋼, 合金鋼, ステンレス鋼	110mm φ, 130mm φ 65mm×270mm, 500mm×180mm	—
2	2m/mn 500 t/M	ステンレス鋼を含む広範囲の合金鋼	130mm φ, 200mm φ, 120mm φ 150mm×200mm, 230mm×360mm 170mm×370mm, 110mm×450mm	1947年実験開始
1	6m/mn (最大)	構造用鋼, 工具鋼 ステンレス鋼	100mm φ 180mm×500mm	—
2	—	キルド鋼 リムド鋼	90mm φ, 200mm φ	—
1	2.5m/mn(最大) 40~50 t/h	特殊鋼, 主として ステンレス鋼	110mm φ, 178mm φ, 215mm φ 165mm×610mm	正方形断面ビレットの 場合は2ストランド铸込
2	6~12.5m/mn(铸型によつて変わる.) 25m/mn まで可能と思われる.	炭素鋼, 低合金鋼 ステンレス鋼	51~92mm φ 75mm×300mm	リムド鋼の試験も実施
1	4.25m/mn, 5.5 t/h	炭素鋼	51mm φ	水平型実験機
1	4.4m/mn (最大) 30 t/h (最大)	広範囲の低合金鋼	75mm φ, 100mm φ, 230mm×45mm	1947年実験開始
1	0.6~1.5m/mn (ビレット寸法によつて 変わる.)	高合金鋼	60~140mm φ, 90~130mm φ 355mm×75mmまでの矩形断面	*実験開始期日
1	—	ステンレス鋼 炭素鋼 ステンレス鋼 高速度鋼, ステン レス鋼その他 特殊鋼	矩形断面 150~250mm φ 最大 1200mm 巾の矩形断面	—
13(4機)	30000 t/M	—	—	1962年完成予定
2	0.75m/mn (最大)	—	100mm φ	—
4	5000 t/w	—	225mm φ	100 t 取鍋使用 Ets. Jacob Holtzer 工場になる前に実験及 び半工業的規模の機械 が建設された。 ビレット屈曲取出し装 置付の第2号機を計画 中
2	0.88m/mn, 4t/h 25 t/day	特殊鋼各種	105mm×88mm (楕円) 80mm×60mm (楕円)	—
1	10m/mn	炭素鋼, 特殊鋼, ステンレス鋼	76mm φ, 75mm×130mm	—
4	0.55m/mn, 60 t/h	炭素鋼	240mm φ	—
1	—	転炉鋼	600mm×120mm, 910×120mm 1050mm×160mm, 1200mm×200mm	—
4	0.6m/mn(200mm φ) 2.1m/mn(125mm φ)	—	125mm φ, 200mm φ	—
1	—	リムド鋼	1500mm×200mm	—
1	7.5m/mn (最大)	合金鋼, ステンレス鋼	80mm φ, 100mm φ, 300mm×65mm	主として90mm φに て水平型の試験
1	0.5~1.2m/mn 3.3~8.5 t/h	リムド鋼	75mm φ, 110mm φ, 180mm φ	—
4	0.5~1.25m/mn 94 t/h	低合金鋼	260~300mm φ, 160mm φ 多角 305mm×76mm, 230mm×200mm 200~240mm φ	1949年 Schorndorf で実験開始
2	6000 t/w	炭素鋼	120mm φ, 150mm φ, 450mm×65mm	1960年2ストラン ドに改造 4ストランド機の建 設を計画中
2	12 t/h	低合金鋼	110mm φ, 130mm φ, 160mm φ	—
3	—	—	200mm×220mm, 240mm×320mm	半連続式
2	—	ばね鋼	75mm φ	—
1	32 t/h	炭素鋼	125mm φ, 180mm φ	—
8	5000 t/M	炭素鋼	110mm φ, 140mm φ	—

日 本 八幡製鉄株式会社	光	1961	生産規模	Rossi
住友金属工業株式会社	大阪	1955	生産規模	Rossi
中 共	—	1959	—	**
メキシコ Chihuahua Steel Co.	—	建設中	生産規模	Rossi
ノルウェー Stavanger Electro-Staalverk A.G.	Jörpeland	1959	生産規模	Rossi
スペイン Industrias del Besos S. A.	Barcelona	1960	生産規模	Rossi
スウェーデン Nyby Bruks A. B.	Eskilstuna	1954	生産規模	Rossi
スイス A.G. der Von Moos'schen Eisenwerke	Lucerne	1959	生産規模	Rossi
アメリカ Allegheny Ludlum Steel Corp.	Watervliet	1949	生産規模	Rossi
American Steel & Wire Co.	Duluth	—	実験規模	Goss
Babcock & Wilcox Co.	Beaver Falls	1948	生産規模	Babcock & Wilcox
Braeburn Alloy Steel Corp.	Braeburn, Pa	1947	実験規模	Tocco-Goss
ソ連邦 Krasnoe Sormovo	—	1955	生産規模	TSNHChM
May Day	Kalinin	1956	実験規模	**
Ministry of Red Fleet	Moskau	1952	実験規模	**
Novo Lipetsk	—	1959	生産規模	**
Novo Tula	—	1953	生産規模	**
Red October	Stalingrad	1951	—	**
Stalino	—	建設中	—	**
Sulino	—	—	生産規模	TSNHChM

** ソ連邦および中共の設備はその型式が明記されていないものが多いが、いずれも往復運動鑄型方式の



第 1 図 連続鑄造法の種類

えておいてピレットを連続的に引抜く Rossi 法ならびに同系統の Junghans 法の 4 種類に分類することができる。この中、静止鑄型からピレットを断続的に引抜く Babcock & Wilcox 法の着想は、逆に鑄型に上下往復運動を与えてピレットを連続的に引抜く Rossi 法ならびに Junghans 法に発展したと考えられるものであつて、結局現在鋼の連続鑄造法は第 1 図に示すように静止鑄型方式、ばね懸垂鑄型方式、往復運動鑄型方式の 3 種類に大別することができる。

1. 往復運動鑄型方式の優秀性

上に述べた 3 種の鑄型すなわち静止方式、ばね懸垂方式、往復運動方式の中、もつとも優れているのは往復運動鑄型方式である。往復運動鑄型方式とは鑄型にカムまたは油圧方式によつて強制的な上下往復運動を与え、この間ピレットを連続的に下降せしめるものである。一般にこの鑄型の下降速度はピレットの下降速度に等しく、上昇速度はこの数倍の大きさである。またこの上下往復運動の振巾は数 mm ないし数 10mm である。

ゆえに往復運動鑄型方式では、一定時間ピレットとともに下降した鑄型が、この間においてピレット外層の凝固殻を充分冷却し強固なものとする。しかもこの間、鑄型内面には潤滑剤を連続的に滴下し、ピレットと鑄型との固着作用を極力抑制しておき、鑄型はピレットとの固着作用が起る寸前に強制的かつ急激な上昇運動を行なつて元位置に復帰し、ふたたびつぎの下降運動に移る。この間ピレットは引続き下降を続けているので、鑄型からのピレットの引抜きはきわめて円滑に行なわれる²²⁾⁴²⁾。ゆえに往復運動鑄型方式においては、ピレットの表面に横割の発生する懸念はまつたくない。これに較べて静止

1	—	ステンレス鋼	1030×116mm, 1200mm×150mm	—
2	4m/mn (最大)	炭素鋼, 合金鋼, ステンレス鋼	90mm φ~290mm φ	1960年2ストランドに 改造 30 t/h に大型化
1	—	—	210mm φ	—
4 (2機)	—	炭素鋼	50~150mm φ	—
1	1.25m/mn	炭素鋼, 合金鋼	165mm φ	—
1	—	炭素鋼	50~100mm φ 200mm×60mm	—
1	4.5m/mn (最大)	炭素鋼, 合金鋼, ステンレス鋼	90mm φ, 150mm φ, 190mm φ 330mm×64mm	—
1	20m/mn (最大)	炭素鋼	75mm φ, 150mm φ, 500mm×180mm	—
1	2.5m/mn	炭素鋼, 合金鋼, ステンレス鋼	380mm×75mm 最大 200mm φ	より大規模の機械の 建設を計画中
—	—	—	102mm φ	—
1	2.4m/mn (最大)	炭素鋼, 低合金鋼 ステンレス鋼	150mm φ, 180mm φ, 380mm×75 mm, 380mm×130mm, 230×108 mm (楕円)	Republic Steel Corp. との共同研究
1	2.5m/mn, 10 t/h	合金鋼, 工具鋼	102mm φ	—
2	0.9m/mn, 60 t/h	炭素鋼	180mm×165mm	第2号機建設中
1	12 t/h	—	40~60mm φ, 80mm φ	—
1	0.3mm/mn, 1.3 t/h	ねずみ鉄	102mm φ	半連続式
2	0.4~0.6m/mn	炭素鋼	1020mm×170mm	変圧機用鋼も計画中
2	0.5~0.8m/mn 32 t/h	炭素鋼, 合金鋼	200mm φ 600mm×200mm	—
2	—	18-8 ステンレス 18-8-Ti ステン レス	600mm×150mm 300mm×175mm	半連続式
4	—	—	巾 600~1200mm) 厚 120~250 mm) 矩形断面	—
2	0.9~2.5m/mn, 70 t/h	—	100~140mm φ	—

Rossi 法であると考えられている。

鋳型またはばね懸垂鋳型方式では、鋳型からのビレットの引抜きが円滑に行ない難く、ビレットに横割の発生する懸念が大である²³⁾。

つぎに上下往復運動鋳型方式はビレットの冷却効果も優れていることが知られている。これは上下往復運動の下降運動中において、ビレットと鋳型との接触が完全に保たれているから、静止鋳型方式の連続的な滑り運動の場合よりもビレットに対する冷却効果が大きい。B. N. KATOMIN 等²⁴⁾は、150mm×475mm のビレットにおいて長さ 1500mm の鋳型を使用し、鋳型を静止の場合と上下往復運動を与えた場合とについてビレットの凝固速度を測定した。その結果、鋳型下端でのビレットの凝固厚さは、静止鋳型の場合が 38mm、往復運動鋳型の場合が 41mm であつた。すなわち上下往復運動鋳型方式は、ビレットに対する冷却効果の点においても優れている。

以上のごとく上下往復運動鋳型は、ビレットの引抜きのみならず冷却の点においても優れているものであるから高速の鋳込が可能である。いいかえれば鋳造能率が大きいから生産設備としてきわめて優れている。第1表に

示した世界の鋼連続鋳造設備を通覧すると、生産規模のものの中 4/5 は往復運動鋳型方式の Rossi 法あるいは Junghans 法を採用していることが、如実にその優秀性を物語っているといえよう。

さらに高速鋳込の点に付言すると、上下往復運動鋳型は若干の改善を加えることによつて、51mm φ ビレットを通常 5500~7500mm/mn、最大実に 14250mm/mn の速度で鋳込むことが可能である²⁵⁾。この改善とは鋳型の下降速度をビレットの下降速度と一致させず、たとえば鋳型が 52mm 下降する間にビレットは 49mm 下降するように調整し、鋳型に、3mm の余剰下降運動を行なわしめる。かかる調整によつて高速鋳込時のビレット表面の横割あるいは破断によつて内部の溶鋼の流出する恐れがまったくなくなり、実に 14m/mn すなわち 240 mm/s の鋳込速度を実現できることが知られている。

2. 水平鋳込方式

水平鋳込方式の鋼連続鋳造設備が開発せられるにいたつた由縁は、一に垂直鋳込方式の設備の高さが高く、したがつて付帯設備を含めた機械全体の諸元がきわめて大きくなる欠点を補わんとする点にある。

第 2 表 正方形断面ビレットの液相深さ (m) と 鑄造能率 (t/h)

ビレット寸法 (mm)	50 f	100 f	150 f	200 f	250 f	300 f
鑄込速度 (mm/mn)						
500	0.5 [0.6]	2.0 [2.4]	4.5 [5.3]	8.0 [9.4]	12.5 [14.7]	18.0 [21.2]
1000	1.0 [1.2]	4.0 [4.7]	9.0 [10.6]	16.0 [18.8]	25.0 [29.4]	
2000	2.0 [2.4]	8.0 [9.4]	18.0 [21.2]	32.0 [37.7]		
3000	3.0 [3.6]	12.0 [14.1]	27.0 [31.8]			
4000	4.0 [4.8]	16.0 [18.9]				
5000	5.0 [5.9]	20.0 [23.6]				
10000	10.0 [11.8]					
20000	20.0 [23.5]					

[] 内は鑄造能率 (t/h)
 ビレットの凝固速度は $d = 25\sqrt{t_0}$ で計算した。ここに
 d : ビレット横断面の一辺の長さの 1/2 (mm)
 t_0 : 完全凝固時間 (mn) である。

垂直鑄込方式の設備の高さを決定する要素は、鑄込面から切断装置までの距離とつぎの加工工程の要求するビレットの所要長さによつて決まる。鑄込面から切断位置までの距離を決定するものは、切断位置までにビレットが軸心部まで完全に凝固していなければならぬという点である。後述するように厚さ $2d$ (mm) のビレットの完全凝固に要する時間 t_0 (mn) は次式で表わされる。

$$d = k\sqrt{t_0} \dots\dots\dots (1)$$

ここに k : 25~33 mm/mn^{1/2} である。

k の値はスプレー帯の冷却条件によつて変化するが、設備の設計に当つては安全な値として、 $k = 25$ mm/mn^{1/2} を採ると、正方形断面のビレットの場合においてビレットの寸法および鑄込速度とビレットの液相深さならびに鑄造能率との関係は第 2 表のとおりである。

さてここで鑄造能率 T (t/h) は次式で表わされる。

$$T = (2d)^2 \cdot v \cdot D \times 60 \dots\dots\dots (2)$$

ここに v : 鑄造線速度 (mm/mn)

D : 鋼の密度 (t/mm³)

である。また液相深さ H (mm) と鑄造線速度 v (mm/mn) と完全凝固に要する時間 t_0 (mn) との間には次式のごとき関係がある。

$$H = t_0 \cdot v \dots\dots\dots (3)$$

ゆえに (3) 式を (2) 式に代入して

$$T = 60 \cdot (2d)^2 \cdot D \cdot H / t_0 \dots\dots\dots (4)$$

が得られるから、(1) および (4) 式から

$$T = 240 \cdot D \cdot k^2 \cdot H \dots\dots\dots (5)$$

となる。鑄造能率 T (t/h) はビレットの寸法 d にかかわりなく、液相深さ H (mm) に比例する。

すなわち正方形断面のビレットの場合にはビレット寸法のいかにかわらず、10 t/h の鑄造能率を上げん

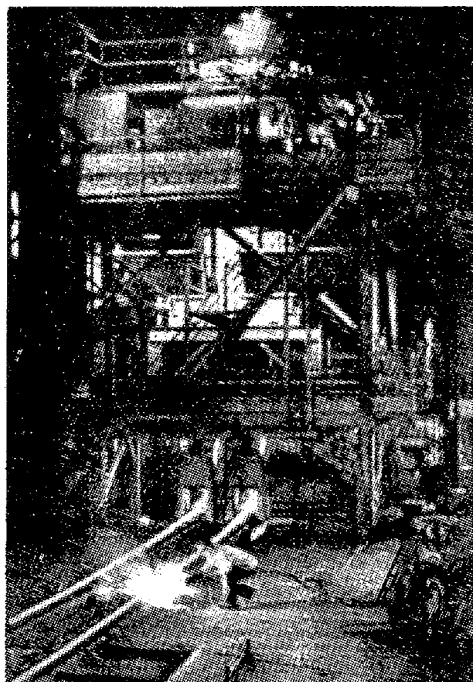
とすれば 8.5m の液相深さとなり、20 t/h、30 t/h と鑄造能率を上昇せしめた場合は、液相深さがそれぞれ 17m 25.5m となる。いうまでもなくビレットの完全凝固時間はその断面の最小径によつて決まるから、たとえば矩形断面のスラブの場合には第 2 表に示した液相深さに対応する鑄造能率はより大となるが、いずれにせよ垂直鑄込方式の鋼連続鑄造設備はまずこの液相深さの大なる点の問題である。

つぎに所要の長さのビレットを得るためには、切断装置の下にこれに相当する高さの搬出装置をつけ加える必要がある。

ゆえに上述の液相深さすなわち鑄込面から切断位置までの距離とビレットの所要長さすなわち切断位置以下の距離との和が垂直鑄込方式の鋼連続鑄造設備の高さを決めるものである。したがつて生産規模の設備はいずれも 10 数 m あるいは 20 数 m の高さの設備とならざるを得ない。

かかる垂直鑄込方式の設備の本質的な欠陥を補う目的で案出せられたのが Tessmann 法によつて代表せられる水平鑄込方式の鋼連続鑄造設備である。もちろん水平鑄込方式の場合には鑄型からのビレットの引抜き方法に問題があり、実験段階の域を出ていないようではあるが、注目すべき着想といえよう。ソ連邦においては水平にまで飛躍せずにその一歩手前の傾斜鑄込方式の実験も行なわれている²⁶⁾²⁷⁾。

しかしながら水平鑄込方式の着想を生かし垂直鑄込方式の設備高さの大なる欠点を補う目的で案出せられたビレット屈曲方式の設備はすでに工業化されている。ビレット屈曲方式とは垂直鑄込方式の設備の引抜きロールより下部でビレットを水平方向に屈曲せしめて取出し、水平



第2図 Barrow Steel Works Ltd. における
ビレット屈曲取出し装置を備えた2連
式鋼連続铸造装置
(I. M. D. HALLIDAY²⁸⁾)

部分で切断を行なう装置である。したがってこの方式では垂直铸造方式の設備の切断装置以下の高さが不要となり、しかもビレットの切断長さに制限がなくきわめて長いビレットが得られる。

すでに英国の Barrow²⁸⁾ では第2図に示すごとく、2連铸造方式の垂直型設備にビレット屈曲装置を施し、92mm ϕ のビレットの水平取出しを行なっており、100mm ϕ のビレットあるいは300mm \times 75mm のスラブも水平屈曲が可能であると考えられている。

III. 連続铸造ビレットに発生する諸欠陥

連続铸造ビレットに発生する諸種の欠陥の発生条件および発生機構は、本質的には普通造塊法において鋼塊を铸造する場合と何ら変るところはないと考える。したがってこれら連続铸造ビレットに発生する諸欠陥の防止対策の根本原則は鋼塊を铸造する場合と何ら変るところはない。しかしながら具体的には連続铸造独自のビレットの冷却および凝固の過程を充分考慮した上で防止対策を立てるべき欠陥もある。ことはいうまでもないことである。

さて連続铸造ビレットに発生するおもな欠陥は、普通造塊法における鋼塊の場合と同様に、表面の横割、縦割、皮下のブロー・ホール、内部の割、軸心部の収縮孔などである。これらの諸欠陥の中、ビレット表面の横割は連

続铸造法の種類によつてその発生が異なり、皮下のブロー・ホールは普通造塊法における場合とまったく同様の対策によつてその発生を防止することができるものである。

1. 表面の横割

連続铸造を実現するに当つてもつとも重要な点は铸型からビレットを連続的に引抜く過程である。したがつていろいろの連続铸造法がいずれもこの点に独創的な着想を競つていることはすでに述べたとおりであるが、この铸型からビレットを引抜く過程は必然的に铸型とビレットとの間に摩擦を生ぜしめる。いい換えればビレットに引張り応力が生ずるから、当然ビレットの表面に横割の発生する可能性を招くわけである。

静止铸型を使用する Böhler 法²⁹⁾あるいはばね懸垂铸型を使用している BISRA 法⁷⁾ではこの点に問題があり、ビレットに横割の発生する危険がある。たとえば BISRA 法⁷⁾では、铸型からのビレットの引抜きをもつとも円滑に行なわしめるべく、铸型懸垂用ばねの力およびビレット表皮の強度について詳細な研究を行なっているが、未だにビレット表面の横割の問題は解決されていないようである。

一方铸型に強制的な上下往復運動を与えつつビレットを引抜く Rossi 法および Junghans 法はすでに述べたごとくこの铸型からのビレットの引抜きがきわめて円滑であつて横割の発生する危険がまったくない。

すなわち優れた铸型からのビレット引抜き方式を採用している Rossi 法あるいは Junghans 法を選べば、連続铸造ビレットの表面の横割はまったく問題がない。

2. 皮下のブロー・ホール

ビレットの表面皮下にブロー・ホールの発生する機構は普通造塊法における鋼塊の場合とまったく同一である。したがつて適切な铸造速度と温度とを選ぶことによつてその発生を防止することができる³⁰⁾。ただ理由は明らかにしていないが鋼塊の場合よりもビレットの水素含有量は高く、したがつて特にステンレス系の鋼ではブロー・ホールが出やすいと述べているものもある¹⁸⁾⁴⁴⁾、いずれにせよ普通の鋼ではビレットのブロー・ホールはとくに問題がなく、特殊な鋼の場合にも含有ガス量の少ない溶解を行ない、適切な铸造条件を選ぶことによつてその発生を防止し得る問題である。

ところがビレット表面の縦割、内部の割、軸心部の収縮孔などはいずれの連続铸造法においても共通の欠陥であり、かつその具体的な防止手段については連続铸造ビレット特有の冷却および凝固の過程を充分考慮した上で

対策を立てるべきである。ゆえに連続鑄造ビレットの冷却および凝固がいかに行なわれるものであるかについてつぎに述べる。

IV. 連続鑄造ビレットの冷却に関する問題

連続鑄造におけるビレットの冷却は鑄型内の冷却、スプレー帯の冷却、放冷帯の冷却の3段階に大別することができる。R. SEWELL²⁹⁾によると、これら3段階におけるおのおののビレットの冷却は第3表に示すとおりである。

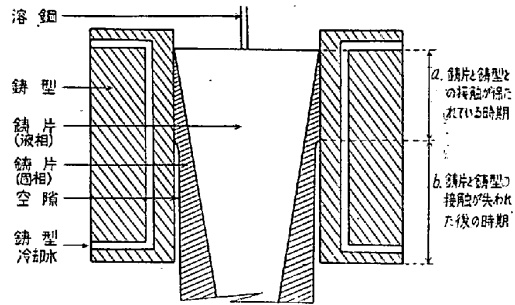
すなわち鑄込速度を変化せしめることによつて若干変化するが、ビレットは鑄型内で14~20%、スプレー帯で23~30%冷却され、残余が放冷される。この計算ではビレットが連続鑄造機外に搬出されてからの冷却も放冷の中に入っているから、実際に鑄造技術上問題となる連続鑄造機内における冷却のみを考えた場合は、鑄型内およびスプレー帯でのビレットの冷却比率は第3表の値の約2倍となる。かかる冷却の量的な問題のみならず鑄型内においてはビレットの外郭形状を作り上げしかも何ら欠陥のない状態で鑄型外に送り出し、スプレー帯においては欠陥の発生することなくビレットの凝固を進行せしめるという重要な冷却の過程を握るものである。すなわち鑄型内およびスプレー帯におけるビレットの冷却は連続鑄造の実現に際してもつとも重要な2つの過程であるといふことができる。

1. 鑄型内におけるビレットの冷却

鑄型内におけるビレットと鑄型との関係は第3図に示すとおりである。すなわち鑄型内におけるビレットの冷却は、垂直方向には鑄込面の湯面から上方に発散される輻射、および鑄片内部を下方に向う伝導があり、水平方向には鑄型を通して鑄型の冷却水に達する伝達がある。後者はさらに鑄型の上部においてビレットと鑄型との接触が保たれている時期の大きな伝達と、鑄型の下部においてビレットと鑄型との接触が失われた後の小さな伝達とに区分することができる。しかしながらこれら大別し

第3表 ビレットの冷却比率
(R. SEWELL²⁹⁾)

		鑄込速度 (mm/mn)	
		500	800
溶鋼含熱量 (327 kcal/kg)		100	100
冷却比率 (%)	鑄型内	20.5	14.0
	スプレー帯	29.5	23.0
	放冷	50.0	63.0



註: 図中の鑄片はビレットとする

第3図 鑄型内におけるビレットと鑄型との関係

て3つの冷却過程の中、垂直上方に発散される輻射と垂直下方に向う伝導とはきわめて小さく、鑄型内におけるビレットの冷却は大部分が水中方向に鑄型を通して鑄型の冷却水に達する熱の伝達によつて行なわれることが明らかである³⁰⁾。

したがつて鑄型内におけるビレットの冷却はビレットから鑄型の冷却水への熱の伝達のみを考えればよく、これは次式で表わされる。

$$Q = F \cdot k \cdot (t_1 - t_2) \dots\dots\dots (6)$$

ここに F : 伝熱面積

k : 熱貫流率

t_1 : ビレット表面の温度

t_2 : 鑄型冷却水の温度

また熱貫流率 k はビレットと鑄型との接触が保たれている時期において

$$k_1 = 1 / (1/\alpha + 1/\alpha' + S/\lambda) \dots\dots\dots (7)$$

ここに α : ビレット表面から鑄型への熱伝達率

α' : 鑄型から鑄型の冷却水への熱伝達率

S : 鑄型の肉厚すなわち鑄型内面から水冷孔表面までの距離

λ : 鑄型の熱伝導率

同様にビレットと鑄型との接触が失われた後の時期において、

$$k_2 = 1 / (1/\alpha + 1/\alpha' + S/\lambda + S'/\lambda') \dots\dots\dots (8)$$

ここに S' : 空隙すなわちビレットと鑄型との間隙の厚さ

λ' : 空隙の熱貫流率

で表わされる。いうまでもなく $k_1 > k_2$ である。

さて上記の式において比較的容易に人為的な変化を与えることができる項は、ビレットと鑄型とが接触を保っている時期の伝熱面積、鑄型から鑄型冷却水への熱伝達率 α' 、鑄型冷却水の温度 t_2 、鑄型の肉厚 S などである。そこでつぎにこれら個々の項目について若干の検討を加えて見よう。

(1) ビレットと鑄型との接触が保たれている時期の

第4表 ビレットと鑄型との接触距離

研究者	ビレットと鑄型との接触距離 (mm)	測定条件		測定法その他
		ビレット寸法 (mm)	鑄込速度 (mm/mn)	
M. S. BOJTJENKO, V. S. RUTES & H. A. NIKOLAJEFF ³¹⁾	150~200	—	—	—
B. N. KATOMIN & V. S. RUTES ²⁴⁾	600~800 (矩形断面ビレットの長辺側) 150~200 (矩形断面ビレットの短辺側)	—	—	ラヂオ・アイソトープによるビレットの凝固厚さおよび鑄型冷却水の温度上昇の測定によって求めた。
R. SEWELL ²⁹⁾	140~150 (矩形断面ビレットの短辺側)	—	400	矩形断面ビレットの長辺と短辺との境界に予め真鍮板を挿入し、鑄込中の温度変化ならびに鑄込後の硬度変化から求めた。(ソ連邦の文献の紹介)
I. M. D. HALLIDAY ²⁵⁾	49	51 φ	7000	鑄型上下往復運動の最初の1往復であると推定している。
牛島清人 ³²⁾	250	200 φ	870	鑄込中ビレット表面に熱電対を挿入して測定したビレットの表面温度から求めた。測定値はビレットの一辺の中央である。
M. S. BOICHENKO, V. S. RUTES, D. P. EVTSEV & B. N. KATOMIN ³⁴⁾	150~250	—	—	—
J. METALS ³³⁾	140~180	—	—	ソ連邦における研究の紹介

伝熱面積

ビレットと鑄型との接触が保たれている時期の伝熱面積はビレットと鑄型との間に空隙が発生する時期によって決まる。この空隙は鑄型内部で凝固したビレット外層凝固殻の内方への収縮が外方へのクリープに打勝つたときに発生する。この鑄型下部において発生する。ビレットと鑄型との間の空隙の発生時期は、従来の研究によると第4表に示すとおりである。

すなわちビレットと鑄型とが接触を保っている時期は鑄込面から数100mm下部までである。厳密には、ビレットの隅角部と辺とは鑄型との接触距離が異なることはいうまでもないことである。³⁵⁾

(2) 鑄型から鑄型冷却水への熱伝達率 α' および冷却水温度 t_2

H. KRAINER 等⁴⁾ は A. SCHACK³⁶⁾ の求めたつぎのごとき実験式を用いて、鑄型の水冷孔表面から冷却水への熱伝達率 α' の変化を第4図のごとく表わしている。

$$\alpha' = 2900 \cdot \omega^{0.85} (1 + 0.014 t_2) \dots\dots\dots (9)$$

ここに ω : 冷却水の流速

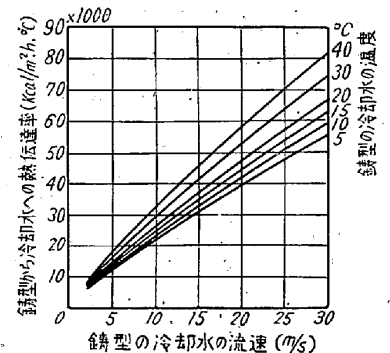
t_2 : 冷却水の平均温度

すなわち鑄型から鑄型冷却水への熱伝達率 α' は、冷却水の流速を増大せしめることならびに冷却水温度を上昇せしめることによつて増大する。

そこで今冷却水の流速を 5m/s から 10m/s に増大せしめた場合および冷却

温度を 10°C から 40°C に増大せしめた場合について (9)式から α' を求め、(7)式に代入して熱貫流率を求め、さらにこれを (6) 式に代入して、空隙のない場合のビレットから鑄型冷却水への伝達熱量を求めて見ると第5表のとおりである。

すなわち鑄型冷却水の温度を一定にして流速のみを 5 m/s から 10m/s に増大せしめることによつて、ビレットの冷却は、冷却水温度が 10°C の場合 5.5%, 冷却



第4図 鑄型の冷却水の流速が熱伝達率におよぼす影響。(H. KRAINER 等⁴⁾)

第 5 表 鑄型冷却水の流速と温度とがピレットの冷却に及ぼす影響

鑄型冷却水の流速 ω (m/s)		5		10	
鑄型冷却水の温度	t_2 (°C)	10	40	10	40
ピレットの表面温度	t_1 (°C)	1000	1000	1000	1000
鑄型から冷却水への熱伝達率	α' (kcal/m ² .h.°C)	12000	18000	24000	33000
ピレットから鑄型冷却水への熱貫流率	k' (kcal/m ² .h.°C)	1280	1320	1350	1370
ピレット表面と鑄型冷却水との温度差	$t_1 - t_2$ (°C)	990	960	990	960
単位伝熱面積当りのピレットの冷却量	Q/F (kcal/m ² .h)	1267200	1267200	1336500	1315200

ただしピレットから鑄型への熱伝達率 $\alpha = 1500$ kcal/m².h.°C⁴⁾,

鑄型の肉厚 $S = 10$ mm, 鑄型の熱伝導率 $\lambda = 340$ kcal/m.h.°C³⁶⁾ として算出した.

水温度が 40°C の場合 3.8% それぞれ増大する. 一方鑄型冷却水の流速を一定にして温度を 10°C から 40°C に増大せしめた場合は, 鑄型から冷却水への熱伝達率は増大するが, 逆にピレット表面と鑄型冷却水との温度差が減少する. ゆえにピレットの冷却は, 冷却水温度を 10°C から 40°C に上昇せしめても冷却水流速が 5m/s の場合はまったく変化がなく, 冷却水流速が 10m/s の場合は逆に 1.6% 減少する.

以上の計算から鑄型冷却水の流速を増大せしめることによつてピレットの冷却が増大することが明らかである.

(3) 鑄型の肉厚 S

鑄型の肉厚を変化せしめた場合のピレットの冷却におよぼす影響は (7) 式によつて求めることができる. すなわちピレットから鑄型冷却水への熱貫流率 k が鑄型の肉厚によつて変化するからであつて, かりに今鑄型の肉厚を 100mm から 10mm に変化せしめた場合熱貫流率 k_1 の変化を (7) 式から求めると第 6 表のごとくである. ただしピレットから鑄型への熱伝達率 $\alpha = 1500$ kcal/m².h.°C⁴⁾, 鑄型から鑄型冷却水への熱伝達率は冷却水の流速を 10m/s, 温度を 20°C として $\alpha' = 26000$ kcal/m².h.°C, 鑄型の熱伝導率 $\lambda = 340$ kcal/m.h.°C³⁶⁾ として計算した.

鑄型の肉厚を減少せしめた場合にピレットの冷却が増

第 6 表 鑄型の肉厚がピレットから鑄型冷却水への熱貫流率に及ぼす影響

鑄型の肉厚 (mm)	熱貫流率 (kcal/m ² .h.°C)
10	1355
20	1302
30	1253
40	1210
50	1168
100	997

大することは実験的にも確かめられている²⁸⁾³⁷⁾. ただし薄肉鑄型は實際使用に当つては寿命の点で厚肉鑄型よりも劣ることが知られている³⁷⁾.

上述のごとく鑄型内におけるピレットの冷却におよぼす諸因子の影響はいろいろあるが, いずれにせよピレットと鑄型とが接触を保つている時間のピレットから鑄型冷却水への熱貫流率は, この接触が失われることによつて 1/2 ないしそれ以下に減少することが知られている⁴⁾²⁴⁾²⁹⁾³⁸⁾. ただしこのピレットと鑄型との間の空隙にスプレー帯の冷却水が侵入した場合には熱貫流率は相当程度恢復する²⁴⁾³⁹⁾.

結局鑄型内におけるピレットの冷却は冷却水の流速, 鑄型の肉厚などを変化せしめるよりもピレットと鑄型との接触距離いいかえれば鑄込速度を変化せしめることによつて大きく変動する.¹⁵⁾¹⁷⁾²⁴⁾²⁹⁾³⁰⁾³⁹⁾⁴⁰⁾ 鑄込速度を増大せしめた場合は, ピレットの外層凝固殻に加わる静鉄圧と凝固殻の厚さとの比が大となり, かつ凝固殻の温度降下も遅れる. したがつて内方への収縮が外方へのクリープに打勝つ時期が遅れる. いいかえればピレットと鑄型との接触距離が増大するからである. ゆえに鑄込速度を増大せしめた場合は単位時間当りのピレットの冷却量は増加する. しかしながら鋼単位重量当りの冷却量は鑄込速度の増加とともに減少する¹⁷⁾²⁴⁾³⁰⁾.

(4) 實際に採用されている鑄型の諸元

鑄型内におけるピレットの冷却の機構は上述のごとくであるが, 實際に鑄型の設計に際して問題となる鑄型の形式および諸元はつぎのごとくである.

まず鑄型の材質は試験的には鉄も行なわれたようであるが⁴⁾, 現在はすべて熱伝導率の大であるいいかえれば冷却効果の大きい銅を採用している.

その形式は銅の内管と鉄の外管との間を冷却水が流通する形式の管状鑄型, 銅塊の軸心に穴を開けこの周囲に冷却水の流通孔を具備した形式の塊状鑄型, 銅板を組立

てて鉄製の枠内に納め銅板と枠との間を冷却水が流通する形式の組立式鑄型の3種類が採用されている。前述のごとく冷却効果の点からは厚肉の塊状鑄型よりも薄肉の管状鑄型の方が優れているが寿命の点では薄肉の管状鑄型に問題があり、また大断面寸法のビレット用としては強度的に見ても管状鑄型には問題があろう。かかる意味において同じく往復運動方式の鑄型ではあるが、管状鑄型を使用している Junghans 法よりも塊状鑄型を併用している Rossi 法の方が生産設備としては優れている。このことは第1表において世界の全連続鑄造機数の過半が Rossi 法によつて占められていることによつても明らかである。組立式鑄型は変形による接合部の密着精度の問題さえ解決すれば製造、補修が簡単で使用に便な形式であるが、現在なおソ連邦以外ではほとんど使用していないようである。

鑄型の長さは数 100mm から 1m を起えるものまできわめて多くの種類があり⁸⁾¹⁴⁾¹⁵⁾¹⁸⁾²⁵⁾²⁷⁾³¹⁾³⁴⁾⁴¹⁾⁴³⁾⁴⁴⁾⁴⁵⁾⁴⁶⁾⁴⁷⁾⁴⁹⁾⁵⁰⁾⁵¹⁾⁵²⁾⁵³⁾⁵⁴⁾その最大はソ連邦で使用している 1500mm²⁷⁾³¹⁾最小は Inland Steel Co. が試験を行なつた 250mm¹⁵⁾である。いうまでもなく鑄型の長さはビレットと鑄型との間の空隙の発生時間いかにえれば鑄込速度によつて変えるべきものであるが、空隙の発生した後は可及的速やかにこの部分を切捨ててスプレー帯の冷却に移行せしめ、空隙によるビレットの冷却の減殺を恢復すべきであると考え。すなわち鑄型の長さはビレット外層の凝固殻の強度の許す範囲で⁴⁹⁾できる限り短かくすべきである。

鑄型の肉厚はすでに述べたとおり冷却効果と寿命または強度との兼ね合いになるが実際には数 mm から数 10 mm の程度である⁴⁾⁸⁾²³⁾²⁸⁾³⁴⁾³⁸⁾⁴⁵⁾⁵⁴⁾。

鑄型の冷却水の流量は数 100 ないし数 1000l/mn で⁸⁾²³⁾²⁵⁾³¹⁾⁴⁴⁾⁵³⁾⁵⁴⁾、流速は 6~10m/s 程度である²³⁾²⁵⁾³¹⁾³⁴⁾⁴⁵⁾⁵⁴⁾。

鑄型内におけるビレットの冷却を強化する手段の中でもつとも効果の大きい方法は、鑄型下部においてビレットと鑄型との間に発生する空隙の影響を除くことである。すなわち鑄型内面に上拡りのテーパをつけ、ビレットと鑄型との接触面積を増大させることによつてビレットの冷却を強化せんとする着想である。すでにいくつかの実験がなされており²³⁾³¹⁾³⁴⁾³⁷⁾³⁹⁾⁴¹⁾その効果のあることが確められている。

2. スプレー帯におけるビレットの冷却

(1) スプレー帯におけるビレットの冷却におよぼす諸因子の影響

スプレー帯におけるビレットの冷却は、鑄型内における場合とまったく同様にほとんど大部分水平方向の熱の伝達によつて行なわれる⁴⁾。鑄型を出た直後の高温のビレットの表面にスプレーとして噴射された水は、大部分は液体のままビレット表面から熱を奪つて逃げ去り、一部分は多量の気化熱を奪つて気体となつて逃げる。いずれにせよこの冷却過程は熱の伝達であるから次式で表わされる。

$$Q = Fk(t_1 - t_2) \dots\dots\dots(10)$$

ここに F : 伝熱面積

k : ビレット表面から水のスプレーへの熱伝達率

t_1 : ビレット表面の温度

t_2 : 水のスプレーの温度

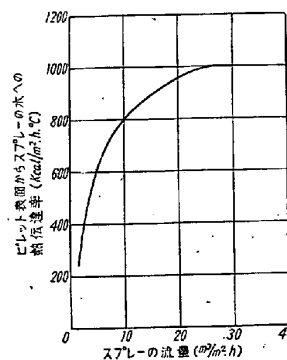
さてここでスプレー帯におけるビレットの冷却の大小を決める熱伝達率 k は多数の因子の影響によつて変動する³⁸⁾⁴⁸⁾。これら諸因子の中主なものはスプレーの流量、流速、圧力、温度、ノズルからビレット表面までの距離、ビレットの表面温度などであつて、それぞれの因子の熱伝達率 k におよぼす影響はつぎのごとくである。

すなわちスプレーの流量は第5図に示すごとく、小量の場合は熱伝達率 k を大巾に増加せしめるが、順次この影響は小となりやがて流量の増加が熱伝達率 k の増大に効果をおよぼさなくなる。

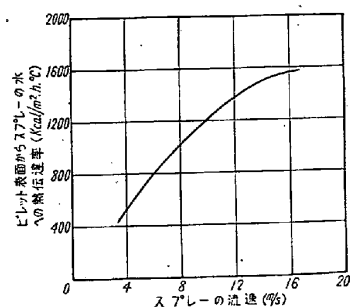
スプレーの流速および圧力はそれぞれ第6図および第7図に示すごとく、いずれも増加せしめることによつて熱伝達率 k を増大せしめる効果がある。

スプレーの温度の上昇はいうまでもなく熱伝達率 k を減少せしめる。この状況は第8図に示すとおりである。

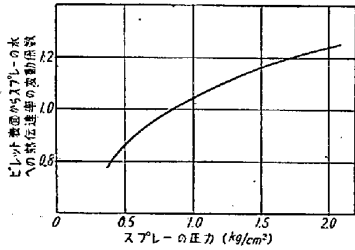
スプレーのノズルからビレット表面までの距離は第9図に示すごとく約 250mm を境としてこれ以上に遠ざげると急激に熱伝達率 k の大きさを減殺する。



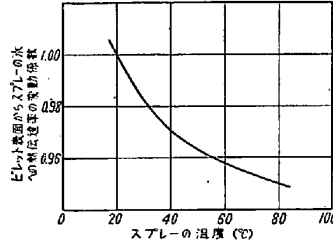
第5図 スプレーの流量が熱伝達率におよぼす影響 (A. D. AKIMENKO等⁴⁸⁾)



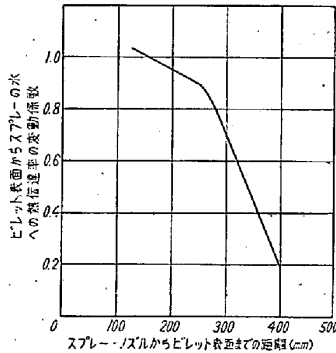
第6図 スプレーの流速が熱伝達率におよぼす影響 (A. A. SKVORTSOV等³⁸⁾)



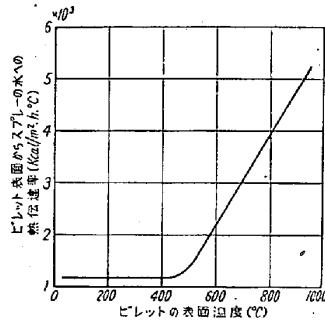
第7図 スプレーの圧力が熱伝達率におよぼす影響 (A. D. AKIMENKO 等⁴⁸⁾)



第8図 スプレーの温度が熱伝達率におよぼす影響 (A. D. AKIMENKO 等⁴⁸⁾)



第9図 スプレー・ノズルからビレット表面までの距離が熱伝達率におよぼす影響 (A. D. AKIMENKO 等⁴⁸⁾)



第10図 ビレットの表面温度が熱伝達率におよぼす影響 (A. A. SKVORTSOV 等³⁸⁾)

steel まで¹⁵⁾¹⁹⁾²⁴⁾³¹⁾³⁴⁾⁵⁵⁾の実績があり、大きく変動している。いうまでもなくこの量は鋼種、ビレットの寸法、鑄込速度などによつて変化せしめるべきものであるからである。

ビレットの品質上の問題からスプレー帯において徐冷を行なう必要の生ずる場合があり、このためには圧力空気の噴射あるいは水と空気の混合体のスプレー⁴⁸⁾、その他の媒体²⁴⁾⁵⁶⁾による冷却などの着想があり、たとえば空気で行なつた場合の冷却効果は第7表のごとく水の場合の数分の1ないし10数分の1に熱伝達率が減少することが知られている⁴⁸⁾。

V. 連続鑄造ビレットの凝固に関する問題

前述のごとく連続鑄造におけるビレットの冷却は、鑄型内とスプレー帯ならびに放冷帯とからなる。これに対応してビレットの凝固は鑄型内において数mmないし数10mmまで進行し、その後引続いてスプレー帯および放冷帯において中心部まで凝固を完了する。

最後にビレットの表面温度は、400°C前後まではほとんど熱伝達率 k を変化せしめないが、これ以上になると第10図に示すごとく急激に k を増大せしめる。A. A. SKVORTSOV 等³⁸⁾は 400°C前後まではビレット表面に発生する水のフィルムをとおして冷却が行なわれるが、これ以上の温度ではこのフィルムが破壊されるために熱伝達率の急増現象が起ると説明している。

(2) 実際に行なわれているスプレー帯におけるビレットの冷却

後述するようにスプレーによる冷却は、ビレットの凝固速度を上げるためにはできる限り大とすべきであるが、ビレットの品質上の問題を考慮する必要のある場合は逆に一定量以下とすべきである。ゆえに現在行なわれている冷却は水のスプレーを数10ないし数 1000 l/mn⁴⁴⁾ (18)28)25)38)41)43)44)58)64) あるいは別の表現で数 l/kg of

さてこのビレットの冷却を普通造塊法における鋼塊の冷却と較べて見るとつぎのとおりである。すなわちビレットの鑄型内における冷却は銅製鑄型への熱の伝達によつて行なわれ、これに対応する鋼塊の冷却は鉄製鑄型への熱の伝達によつて行なわれる。H. KRAINER 等⁴⁾によれば銅鑄型の熱貫流率は 1790 kcal/m² h °C であるのに対して、鉄鑄型の熱貫流率は 1640 kcal/m² h °C である。すなわち鑄型内の冷却において連続鑄造ビレットは普通造塊法における鋼塊よりも約 9%大なる冷却を受けることになる。

つぎにビレットはスプレー帯においてスプレーへの熱の伝達と常温の周囲への熱の輻射とによつて行なわれ、放冷帯において常温の周囲への熱の輻射によつて行なわれる。これに対応する鋼塊の冷却は、鑄型との間に空隙が発生した後であるから主として高温の鑄型への熱の輻

第7表 空気冷却の場合のビレット表面から空気への熱伝達率 k (A. D. AKIMENKO等⁴⁸⁾)

冷却法	空気圧力 (気圧)	空気使用量 (m ³ /m ² h)	ビレット表面から空気への熱伝達率 k (kcal/m ² h °C)		
			ビレット温度 (1000/500°C)	ビレット温度 (1000/400°C)	ビレット温度 (1000/300°C)
圧力空気冷却	3	1000	200	180	175
送風機冷却	0.1	1630	123	82	80
〃	0.05	1160	105	78	71
自然対流	—	—	53	38	—

射によつて行なわれる。ゆゑにビレットの冷却は鋼塊の冷却に較べて、スプレーへの熱の伝達加わるばかりでなく、輻射においても鋼塊の場合の高温の鑄型への輻射に対してビレットの場合には常温の周囲への輻射であるから大である。

以上のごとく連続铸造ビレットの冷却は、普通造塊法における鋼塊の冷却に較べて鑄型内ならびにスプレー帯放冷帯のいずれの冷却過程においても大である。

しかしながら鋼の凝固過程において、冷却を増大せしめてもこれに対応する凝固が必ずしも直線的な比例関係を保つて増大するものでないことは、鋼の熱伝導率が小なることを考えれば容易に想像されることである。N. CHVORINOV⁵⁶⁾は砂型鑄物、普通鋼塊および連続铸造ビレットについてそれぞれ熱伝達係数と凝固速度係数とを比較して第8表のごとくであることを明らかにしている。

すなわち連続铸造ビレットの冷却は普通造塊法における鋼塊の場合の2倍であるのに、凝固速度は約20%程度しか増大していない。

そこでつぎに連続铸造ビレットの凝固速度が如何なる値を持つものであるかを明らかにし、さらにこれを普通造塊法における鋼塊の凝固速度と比較して見よう。

1. 連続铸造ビレットの凝固速度

鋼の凝固速度の測定は従来主としてつぎの3つの方法によつて行なわれている。すなわち数学的方法、凝固温度測定法および溶鋼排出法である。ところが第1の数学的方法は、液相線、固相線間の固液混合相の無視、冷却体との境界温度の固定などを始めとして多数の仮定を設けて始めて解が得られるものであつて、現在のところきわめて限られた範囲でのみしか実用性がない。

第2の凝固温度測定法は現在比較的信頼度の高い方法であるとされているが、液相線の表示が明確であるのに対して固相線が明瞭に求め得ないこと⁵⁷⁾、きわめて多数の位置に測温装置を挿入する必要があることなどの欠点があり、連続铸造ビレットの場合には適用することが困難である。

第8表 3種の铸造法における熱伝達係数と凝固速度係数との関係 (N. CHVORINOV⁵⁶⁾)

铸造法	熱伝達係数 (kcal/m ² h)	凝固速度係数 (cm/mn ^{1/2})
砂型鑄物	0.25×10 ⁵	1.25
普通鋼塊	1.40×10 ⁵	2.55
連続铸造ビレット	2.80×10 ⁵	3.00

第3の溶鋼排出法は液相線と固相線との間隔の大なる鋼では排出時間、排出方法などによつて大きな誤差の介入する恐れがあるが⁵⁸⁾、液相線と固相線との間隔の小なる鋼、たとえば低炭素鋼では排出時間の補正さえ行えば、比較的信頼度の高い方法である。とくに連続铸造ビレットの場合においては、1本のビレットについて溶鋼排出法を行なえば、それだけでほとんど全凝固過程を知ることができるので、普通造塊法における鋼塊の場合のごとく数本あるいは数10本の鋼塊の溶鋼排出を行なう必要がなく、きわめて簡便かつ効果的な方法である。

さて連続铸造ビレットの凝固速度については、上述の3種の測定法の中では、第1の数学的方法と第3の溶鋼排出法とが採用されており、その外新しい方法としてラジオ・アイソトープその他の標識物質を投入し、投入時の固液境界線を識別して凝固速度を求める方法が行なわれている。おもな実験結果はつぎのとおりである。

すなわち数学的方法では、J. SAVAGE等⁷⁾が銅鑄型に鋼を鑄造した場合の冷却量を測定し、これを利用して計算によつて凝固開始後25sまでのビレットの凝固厚さを算出した。またA. A. SKVORTSOV等³⁵⁾は多数のコックを有する水の求積器を使用して得た冷却に関する実験結果を利用して、175mm厚さの矩形断面ビレットの凝固速度を算出した。

溶鋼排出法はH. KRAINER等⁴²⁾や牛島⁵⁹⁾などによつて行なわれているが、たとえばH. KRAINER等⁴²⁾はラジオ・アイソトープ、溶融鉛などの標識物質投入法と併用して、100~200mm厚さの矩形断面のビレットの液相深さすなわち完全凝固時間を測定している。

標識物質投入法はB. N. KATOMIN等²⁴⁾、M. S. BOICHENKO等³⁴⁾⁶⁰⁾、V. S. RUTES等⁶³⁾、A. A. SHVORTSOV等³⁸⁾、N. M. LOPATYSHKIN等⁶²⁾などによつて活用され、詳細な実験がなされている。たとえばB. N. KATOMIN等²⁴⁾はラジオ・アイソトープ(P³², S³⁵)を装着した棒をビレットの液相線深く挿入するとともに凝固完了点付近には溶融鉛を投入し、いろいろの寸法の矩形断面ビレットの凝固速度を測定した。

この外凝固速度を $d = k\sqrt{t}$ (d : 凝固厚さ, t : 凝固開始からの経過時間, k : 定数) で表わされるとして経験的に定数 k を推定しているもの、あるいは間接的に k を算出し得るような資料を提出しているものも多い⁴⁾¹⁵⁾¹⁹⁾²²⁾²⁷⁾³¹⁾⁴⁰⁾⁴⁸⁾⁵¹⁾⁵⁵⁾⁵⁶⁾⁶¹⁾ また以上はキルド鋼に関するものであるが、リムド鋼に関するものも若干知られている¹⁵⁾⁴⁰⁾。

さて以上のごとくビレットの凝固速度に関する従来の

従来の研究結果

実 験 条 件				
鋼 種	铸片断面寸法 (mm)	引 拔 速 度 (mm/mn)	スプレーによる冷却	測定方法および備考
0.8% C 鋼	30~60 φ	150~900	—	数学的方法
各種構造用鋼	—	—	—	—
—	175 厚きのスラブ	800	1100kcal/m ² h °C	数学的方法および 標識物質投入法
—	〃	800	1380 l / mn	
—	〃	600	1540 l / mn	
—	〃	1000	1670 l / mn	
—	150×500	700	5 l / kg of steel	—
—	〃	〃	弱い場合	
リムド鋼	80~175 φ	400~1600	—	—
0.17% C 鋼	150 厚きのスラブ	200~700	使 用	標識物質投入法
〃	175 厚きのスラブ	500~900	使 用	
C 鋼	150 厚きのスラブ	—	0.5 l / kg of steel	
〃	〃	—	5~8 l / kg of steel	
キルド鋼, リムド鋼	130~160厚きのスラブ	600~1000	使 用	—
0.22% C 鋼, 変圧器用鋼	150 厚きのスラブ	700	使 用	標識物質投入法
—	150×500	700	5 l / kg of steel	—
0.03% C 鋼	150×500	—	使 用	
〃	200 φ	—	使 用	
—	175×300	1000	—	標識物質投入法
—	150×500	—	—	標識物質投入法
—	200 φ	—	—	
キルド鋼	正方形, 円形	—	—	—
リムド鋼	—	—	—	—
キルド鋼	100~200 φ	500~1300	—	溶鋼排出法および 標識物質投入法
キルド鋼	240 φ	450	—	—
—	175 厚きのスラブ	800	160~250 kcal/m ² h °C	—
キルド鋼	—	—	—	標識物質投入法18-8- Ti 鋼よりも C 鋼の方が 凝固速度は大
—	矩 形	—	—	溶鋼排出法
—	〃	—	使 用	—
C 鋼	200 φ	—	使 用	標識物質投入法
—	正 方 形	—	—	—
—	円 形	—	—	—
—	80 φ	600	—	—
Si-Mn ばね鋼	130 φ	1000~1400	1.3 l / kg of steel	溶鋼排出法

(測定法)の項の—は測定法の不明なものおよび測定を行わず経験的に推定しているものもある。

研究は多い。これらはそれぞれの必要に応じて求められた値であるのでいろいろの表現がなされている。そこでこれらの中、かりにビレットの凝固速度が $d = k\sqrt{t}$ [d : 凝固厚さ (mm), t : 凝固開始からの経過時間 (mn), k : 定数] で表わされるとして、この形に書換え得るものを全部取纏めると第9表のとおりである。

すなわち従来の研究の多くは凝固速度式 $d = k\sqrt{t}$ において $k = 25 \sim 33 (\text{mm}/\text{mn}^{1/2})$ という値を採用している。中でも $k = 29 \text{mm}/\text{mn}^{1/2}$ を採用しているものもつとも多い。

ここで唯一の例として M. TENENBAUM 等⁵¹⁾は、 k を鋳型内とスプレー帯とに分けて出しているが、これはよりよい近似を示すものとして注目すべきである。なんとすれば鋼の凝固速度は一般に $d = kt^n$ (ここに $n > 0.5$) で表わすのがより現実の姿に近い⁶⁴⁾ からである。

2. 連続鋳造ビレットと鋼塊との凝固速度の比較

連続鋳造ビレットの凝固速度は、従来の研究によると上述のごとく $d = k\sqrt{t}$ の式において定数 k は $25 \sim 33 (\text{mm}/\text{mn}^{1/2})$ で表わされる。そこで普通造塊法における鋼塊の凝固速度を同様に従来の研究に求め見ると、 $d = k\sqrt{t}$ の形で表現している代表的なものは第10表に示すとおりである。

いずれも溶鋼排出法を利用した実験である。ここで L. H. NELSON⁶⁵⁾ および J. W. SPRETNAK⁶⁶⁾ は比較的 C 量の高い鋼種について行なつたものであるから前述のごとき溶鋼排出法に伴う誤差の介入は免れない。また J. CHIPMAN 等⁶⁷⁾の実験は C 量が低いので溶鋼排出法の欠点はある程度除かれているが、リムド鋼についての値であるからキルド鋼にそのままこの値が適用し得るか否かは問題がある。

いずれにせよ普通造塊法における鋼塊の凝固速度は、 $d = k\sqrt{t}$ なる式において、定数 k は一般に $23 \sim 28$

($\text{mm}/\text{mn}^{1/2}$) であつて、稀に $30 (\text{mm}/\text{mn}^{1/2})$ を超えるものがある。

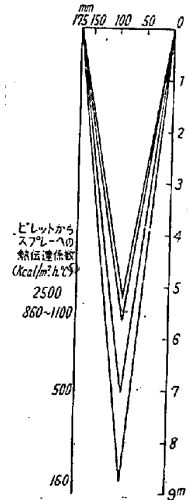
以上の検討から連続鋳造ビレットの凝固速度と、普通造塊法における鋼塊の凝固速度との間には、従来の研究によれば大きな差異はなく、連続鋳造ビレットの方が凝固が若干速いという程度である。

しかしながらすでに述べたごとく、連続鋳造ビレットの冷却はそのいずれの冷却過程においても普通造塊法における鋼塊の冷却よりも大である。とくにスプレー帯での冷却は連続鋳造ビレット特有の冷却過程であつて、従来の普通造塊法にはない大きな冷却過程である。したがつてこのスプレーによるビレットの冷却が若干なりともビレットの凝固を促進することは当然予想されるべきことである。

3. スプレーの冷却がビレットの凝固速度におよぼす影響

第9表においても若干触れた如く A. D. AKIMENKO 等⁴⁸⁾は、スプレー帯における冷却を詳細に研究した結果、スプレーによる冷却の変化が 175mm 厚さのビレットの液相深さにおよぼす影響を第 11 図に示すごとくであることを明らかにした。

第10図の液相深さをこの実験の鋳込速度 800mm/mn で除して、完全凝固時間を算出し、これを $d = k\sqrt{t}$ に代入して k を求める



ビレット厚さ: 175mm
鋳込速度: 800mm/mn
鋳込温度: 1550°C
(過熱 50°C)

第11図 スプレー帯における冷却がビレットの液相深さにおよぼす影響 (A. D. AKIMENKO等⁴⁸⁾)

第 10 表 鋼塊の凝固速度に関する従来の研究結果

研 究 者	凝固速度式 d : 凝固厚さ (mm) t : 凝固開始からの経過時間 (mn)	適用範囲	実 験 条 件		
			鋼 種	鋼塊断面寸法 (mm)	測 定 法
L. H. NELSON ⁶⁵⁾	$d = 27.7\sqrt{t}$	完全凝固域	1% C 鋼	330 f	溶鋼排出法
	$d = 25.9\sqrt{t}$	"	"	430 f	
	$d = 27.7\sqrt{t}$	"	"	500 f (短)	
	$d = 30.7\sqrt{t}$	"	"	500 f (長)	
J. W. SPRETNAK ⁶⁶⁾	$d = 26.7\sqrt{t}$	完全凝固域	0.4% C-Ni-Cr-Mo 鋼	150 f	溶鋼排出法
J. CHIPMAN & C. R. FONDERSMITH ⁶⁷⁾	$d = 22.9\sqrt{t} - 3.1$	完全凝固域	0.1% C リムド鋼	460×990	溶鋼排出法

第11表 スプレー帯の冷却がビレットの凝固速度に及ぼす影響。

(A. D. AKIMENKO 等⁴⁸⁾の資料から算出)

スプレー帯におけるビレットからスプレーへの熱伝達係数 (kcal/m ² h°C)	$d = k\sqrt{t}$ における凝固速度係数 k (mm/mn ^{1/2})
160	26.5
500	29.6
860~1100	32.9
2500	34.3

と第11表のごとくなる。

すなわちスプレー帯における冷却を増加せしめることによつてビレットの凝固速度係数 k が増大する。このビレットに対する冷却の強化が凝固速度を増大せしめる効果は、スプレーの冷却が小なる範囲では大であるが、スプレーの冷却が大となるにしたがつて漸減することが明らかである。またこの増大せしめられたビレットの凝固速度係数 k は普通造塊法における鋼塊の凝固速度係数よりも明らかに大である。

以上のごとく連続铸造ビレットの凝固速度は普通造塊法における鋼塊の凝固速度と大きな差はないが、スプレーによる冷却の強化がビレットの凝固速度を増加せしめる効果は明らかである。いい換えれば連続铸造ビレットの凝固速度はスプレーの使用方法によつて異なるが、いずれにせよ普通造塊法における鋼塊の凝固速度と同等またはこれより若干大であると見るべきであろう。

VI. 連続铸造ビレットに発生する諸欠陥の防止対策ならびにビレットの品質

連続铸造ビレットの冷却および凝固の過程は上述のごとくであつて、これを要するに冷却は鑄型内、スプレー帯ともに鋼塊の場合よりも強いにもかかわらず凝固速度はそれ程大でない。しかもビレットは常に下降運動を行なつている点も忘れてはならない。いい換えればビレット内部の溶鋼の深さが非常に大である。

さてビレットに発生する諸種の欠陥とは、表面の横割、縦割、皮下のブロー・ホール、内部の割、軸心部の収縮孔などであるが、これらの中ビレット表面の横割および皮下のブロー・ホールについては、優れた連続铸造方法の選択と適切なる溶解および鑄込条件の設定によつて防止し得ることはすでに述べたとおりである。

ゆえにここではいずれの連続铸造法においても共通な欠陥であり、かつその具体的な発生機構を解析しその防止対策を立てるに当つて、前述のごとき連続铸造特有の冷却および凝固の過程を充分考慮すべき、ビレット表面

の縦割、内部の割、軸心部の収縮孔などについて考察してみよう。

1. ビレットに発生する諸欠陥の防止対策

(1) 表面の縦割

ビレット表面に発生する縦割は、いずれの連続铸造法においても問題とされている点であつて、適切なる鑄込条件を選ぶことによつて始めてこの発生を防止することができる。

ビレット表面の縦割の発生機構は、鑄型内においてビレットの一部が鑄型との接触を失う時期に、内部に存在する溶鋼の静鉄圧によつてビレット外層の凝固殻に生ずる応力がこの部分の強度を上廻ることによつて発生するものであると考えられている³⁵⁾。

前述のごとく連続铸造ビレットの凝固過程において内部に存在する溶鋼の深さはきわめて大で数mないし数10mに達している。ゆえにこの溶鋼の静鉄圧によつてビレット外層の凝固殻に生ずる応力と凝固殻の強度との比はどの位置においてもこれと対応する鋼塊の場合よりも遙かに大である。ゆえに連続铸造ビレットの表面の縦割は鋼塊の場合よりも発生しやすい条件を持つている³⁵⁾。

したがつてビレット表面の縦割の発生を防止する手段としては、ビレットと鑄型とが接触を失う時期までに、ビレットの外層凝固殻に弱点を生ぜしめないようにすること、ビレットの冷却を均一に行ない外層凝固殻の厚さおよび温度の不均一による弱点を生ぜしめないこと、外層凝固殻全体の強度を落さないこと、内部の溶鋼の静鉄圧によつて外層凝固殻に生ずる応力を極力小とすることなどである。ゆえに具体的には鑄型の形状とくに正方形断面の場合の隅角部の形状を適切に選ぶこと⁴⁹⁾⁵⁵⁾⁶⁹⁾、ビレットの不均一冷却をさけること⁴²⁾⁶⁹⁾、過度の高速鑄込をさけること⁶⁾¹⁵⁾¹⁹⁾²⁰⁾²²⁾³⁴⁾³⁸⁾⁴¹⁾⁴²⁾⁴³⁾⁵⁰⁾⁵⁵⁾⁶⁹⁾⁷⁰⁾⁷¹⁾、過度の高温鑄込をさけること¹⁹⁾³⁴⁾⁵⁰⁾⁶⁹⁾⁷⁰⁾などが表面縦割の防止方法として挙げられる。ただし鑄込速度と鑄込温度は、あまりに低すぎると表面状況が悪くなるので、ある程度高い範囲に選ぶべきである³¹⁾³⁴⁾⁴⁴⁾。

(2) 内部割

ビレットの内部割は表面から数mmないし10数mm内部から軸心方向に向つて発生するものであつて、その本質的な発生機構は鋼塊の場合と何ら変らないが、具体的には垂直型連続铸造機特有のビレットの冷却および凝固過程に基づくものと考えられている³⁹⁾。すなわち連続铸造特有の冷却過程であるスプレー帯の冷却によつてビレットの内部に生ずる熱的な応力とピンチ・ロールの圧力によつてビレットの内部に生ずる機械的な応力との和

が、その部分の強度を上廻ることによつて生ずるものである。

現状ではピンチ・ロールの圧力は垂直型連続鑄造機におけるビレットの引抜に不可欠のものであるから、この内部割の発生を防止する手段としてはスプレー帯の冷却を適切な条件で行なうこと、およびビレットの強度の方向性を均一化せしめることなどである。ゆえに具体的にはスプレー帯において過度の冷却をさげるとともに適切な冷却条件を選ぶこと^{6)8)22)24)27)31)34)50)53)55)56)61)63)71)~76)}、過度の高温鑄込をさげること³⁴⁾⁴²⁾⁷²⁾、適切な鑄込速度を選ぶこと²²⁾⁷²⁾⁷⁴⁾などがビレットの内部割を防止する方法として挙げられる。

凝固したとはいえなお非常に高温の状態にある鋼に水を噴射するこのスプレー帯の冷却は前述のごとく連続鑄造特有のきわめて強い冷却過程である。ゆえにこの冷却はとくに細心に行なうべきものであつて、この過程で不均一な冷却を行なつた場合にはビレットが歪むことによつて内部に割の生ずることもある⁵⁴⁾⁵⁵⁾⁵⁹⁾⁶³⁾。

(3) 収縮孔

ビレット軸心部の収縮孔は、鑄込温度および内部の溶鋼の深さい換えれば鑄込速度、スプレーの冷却などによつて発生の状況を異にする。前述のごとく連続鑄造においてはビレットが常に下降運動を行なつているので内部の溶鋼の深さはきわめて大である。したがつてここでも連続鑄造特有の凝固過程を考慮しておく必要がある。

すなわち鑄込速度の増大は収縮孔の発生を助長し³⁴⁾⁴⁴⁾⁵⁰⁾⁵⁴⁾⁶³⁾⁷⁰⁾⁷¹⁾⁷⁴⁾鑄込温度の増大も同様の効果を示す³⁴⁾。またスプレーの冷却を強くすることによつて収縮孔は減少し²⁷⁾²⁸⁾³¹⁾⁷¹⁾収縮孔の発生する範囲はビレットの大きさに比例せず大型ビレットの方が有利であるとされている⁶⁾²⁷⁾。また鋼種⁶³⁾およびビレットの形状⁵⁵⁾によつてもその発生状況は異なるが、いずれにせよビレット軸心部の収縮孔は主として鑄込温度と速度の調節によつてその発生をある程度調整できるものであり⁶⁾⁷¹⁾、しかも後続の圧延工程においてほぼ圧着するものであるから問題は無いと考えてよい¹⁴⁾¹⁵⁾³¹⁾⁴⁰⁾⁴⁴⁾。

以上のごとくビレットに発生する諸種の欠陥は、前述のごとき連続鑄造特有のビレットの冷却および凝固の過程を充分把握した上で適切な鑄込条件を選ぶことによつてすべて防止することのできるものである。上述の対策は個々の要因の根本的な原則を述べたものであるから、具体的にはビレットの鋼種、寸法および鑄造機の条件などにしたがつて適切な鑄込条件を選ぶ必要のあることはいうまでもないことである。

2. ビレットの組成および組織の均一性について

前述のごとく適切な鑄込条件を選びさえすれば、連続鑄造ビレットに発生する諸種の欠陥はすべて防止することができる。鋼材としての品質を保證する条件は諸種の欠陥のないことはもちろんのことであるが、さらに組成および組織が均一であることである。そこでつきにかかる諸欠陥のないビレットの組成および組織がいかなる均一性を有しているものであるかを、過去の文献に照して明らかにしよう。

(1) 組成の均一性について

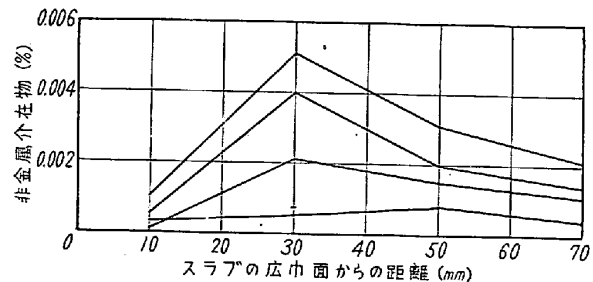
まず化学成分は長時間の鑄込にもかかわらず鑄込時期による差あるいはビレットの内外層の差がなくほぼ均一である⁶⁾⁸⁾¹⁸⁾³¹⁾⁴³⁾⁵⁴⁾⁵⁵⁾⁶²⁾⁷⁷⁾⁷⁸⁾。B.H.C. WATERS ら⁸⁾はいろいろの鋼種のビレットについて、とくにビレットと鑄型との間の潤滑剤として使用している油の影響を調べ、表面から 0.01 in の深さですでに C 量の上昇はほとんど問題とならない程度であることを明らかにしている。

水素、酸素、窒素などのガス含有量も均一に分布していることが知られている⁷⁷⁾⁷⁸⁾。

つきに非金属介在物は一般に鋼塊のものと同等⁵⁴⁾またはこれよりも微細であり⁷⁸⁾、かつその分布は均一である³⁴⁾⁴⁴⁾⁷⁷⁾⁷⁸⁾というのが通説である。ただ N. M. LOPATYSHKIN ら⁶²⁾は変圧器用鋼の非金属介在物の分布を研究した結果、第 12 図のごとく、その含有量は表面部、軸心部、中間部の順に順次増大することを明らかにした。そしてこの分布は、非金属介在物の浮上現象と鑄込まれる溶鋼流によつて叩れる沈降現象との結果として現われるものであると説明している。すなわち非金属介在物は連続鑄造ビレット特有の分布を示すという説であつて興味ある報告であるが、いずれにせよその最大値は鋼塊の場合に比べてとくに大きいものでなく、ビレットの品質上は問題とするに当たらない程度である。

(2) 組織の均一性について

連続鑄造ビレットの組織が、一般に表面部の微細結晶域に続く粗大樹枝状晶域を経て軸心部の自由晶にいたる



第12図 ビレット内における横断面方向の非金属介在物の分布 (N. M. LOPATYSHKIN等⁶²⁾)

こと⁶¹⁾は普通造塊法における鋼塊の場合とまったく同様である。もちろん軸心部は収縮孔を伴なっていることはいうまでもない。この収縮孔の発生条件についてはすでに詳述したとおりであるが、その大きさはたとえば 200 mm f ビレットで 15mm φ 程度である⁵⁵⁾。また上記 3 つの結晶組織の発生比率および大きさは鋼種によつて特異のものであること²⁸⁾も鋼塊の場合とまったく同様である。

以上のごとく連続製造ビレットの組成はほぼ均一であり、組織は大別して 3 つの結晶組織よりなりかつ軸心部は収縮孔を伴なう。要するに鑄造状態のままのビレットの性状は、これと同程度の断面寸法を有する鋼塊の性状と大差ないものであると考えてよからう。

3. ビレットに加えるべき加工度について

上述のごとく鑄造のままの状態の連続製造ビレットの組織は外部と内部とで異なり、かつ軸心部には収縮孔が伴なう。そこでつぎにこのビレットの組織の不均一性が後続の加工を経ることによつて均一化され、各部とも充分使用に耐える機械的性質を具備するにいたる過程を明らかにしよう。製品を得るためにビレットに加えるべきこの必要最小加工量を明らかにすることは、分塊工程を経ず少量の加工でただちに製品に連る連続製造法においてとくに重要な問題である。

そこでこの組織の不均一性を均一化し、充分使用に耐える機械的性質を具備する製品を得るためにビレットに加えるべき必要最小の加工比(ビレットの断面積/製品の断面積)を過去の文献に求めて見ると第 12 表のごとく

である。

すなわち加工方法、鋼種、ビレットの形状と製品の形状などによつて異なるであろうが、ビレットに加えるべき必要最小の加工比は 2~12 であつてきわめて小さい。いい換えれば連続製造ビレットの加工量の大きさについて特別の考慮を払う必要がない。

いずれにせよ連続製造ビレットから製造した製品の機械的性質は、普通造塊法において鋼塊から製造した製品の値と比較して同等または若干優れている²⁵⁾⁸¹⁾⁴⁷⁾⁴⁹⁾⁶⁰⁾⁶²⁾⁷¹⁾⁷⁷⁾⁷⁹⁾⁸⁰⁾⁸¹⁾とされている。

以上連続製造ビレットの品質すなわち諸欠陥の発生条件とその防止対策、組成および組織の均一性、ビレットに加えるべき必要最小加工量などについて述べた。これを要するに連続製造ビレットの品質は、これと同程度の大きさの小型鋼塊に較べてあらゆる点でほぼ同等またはこれより優れていると考えてよからう。ビレットが鋼塊よりも優れている点とは、上述の諸点以外にもたとえば表面の平滑さが挙げられるが、これは圧延用素材としての品位を決定するきわめて重要な因子である。

VII. 連続製造法の将来

以上述べたごとく鋼の連続製造法は、現在すでに能率的にも品質的にも優に鋼の大量生産方式の一環として活用し得るに足る確固たる地位を築き終つたといえよう。したがつてその将来は、現状にさらに改良を加えつつ益々進歩して行くであろうことはいうまでもないことである。この改良進歩すべき点とは具体的にはつぎの 3 つ、

第12表 ビレットに加えるべき必要最小加工比

研 究 者	加工法	必要最小加工比*
W. B. PIERCE ¹⁴⁾	圧 延	4 で収縮孔は圧着する。
H. KOSMIDER, H. NEUHAUS & A. WEYEL ⁴⁰⁾	圧 延	1.7 で一次晶は破壊される。(リムド鋼) 3.3 でブロー・ホールは圧着する。
J. HOFMAIER ⁶⁾	圧 延	6~12, 矩形断面ビレットから板に圧延する場合は 4~5 でよい。
B. H. C. WATERS, W. H. PRITCHARD & A. BRAYBROOK & G. T. HARRIS ⁵⁾	圧 延	5.5 で一次晶は破壊され、一端が開口していない収縮孔は圧着する。但し炭化物の偏析は残る(高速度鋼)
P. THOMAS ⁴⁹⁾	圧 延	4~5 で軸心の不均一部分は均一化する。
I. M. D. HALLIDAY ²⁵⁾	圧 延	4~8 で柱状晶は破壊される。
G. FENTON & J. PEARSON ⁵⁴⁾	圧 延	一般に 2, 規格の厳しいものでも 6.7 で充分である。
I. M. D. HALLIDAY ²⁸⁾	圧 延	4~8 で鑄造組織が破壊される。
M. SIGNORA & R. CARDANO ⁵³⁾	鍛 造	3

* (ビレットの断面積)/(製品の断面積)

すなわち設備の大型化ないし能率化による生産性の向上, 合理的な設備たとえば水平型鑄造機の開発, リムド鋼の鑄造などである。

第1の生産性を向上せしめる手段としては, 機械の大型化ないしは多連鑄込方式が考えられるが, 現在すでに大型多連鑄込方式を採用した機械が続々と建設されつつある。たとえば第1表にも示した通り, 英国の Appleby Frodingham に建設中の連続鑄造機は⁶⁸⁾⁸²⁾⁸³⁾ 225mm ϕ のビレットを最大 1500mm/mn で鑄造する装置を4連備えたものである。したがってその生産能力は, 最大実に 144 t/h に達する。1961 年末には稼働開始の予定とされているが, この機械が稼働した暁には現在のあらゆる製鋼炉の溶解能率を上廻る鑄造能力を発揮することになる。

第2に設備の合理化であるが, これについてもつとも重要な点はすでに述べたとおり垂直型鋼連続鑄造機は, 本質的に機械高さが高く, かつ高圧のピンチ・ロールを具備しなければならないという不利な要素を備えている点である。したがって理想的には水平型鑄造機の開発ということになるが, 水平型にまで到達しなくともとりあえずは傾斜型あるいはビレット屈曲方式がさらに広範囲に採用されることになる。

最後にキルド鋼の鑄造技術を完成した現在, 連続鑄造法はつぎの発展過程として当然さらに大量の鋼の処理を可能にすべく, リムド鋼の鑄造技術の克服へと進むべきものと考え。すでに現在リムド鋼の連続鑄造は数カ所で実験が行なわれている¹⁵⁾²²⁾²⁷⁾⁴⁰⁾⁴⁵⁾⁵¹⁾。もちろんリムド鋼の鑄造は単に鑄込条件の調節に止まらず溶解条件との関聯をまつて始めて完成されるべきものであつて多くの問題を残していることはいうまでもないが, 近き将来このリムド鋼の連続鑄造に関する研究報告が競つて世界の学会誌の紙面を飾るであろうことは想像にかたくない。

以上鋼の連続鑄造法の現状と将来の方向について述べた。では将来鋼の連続鑄造法の分野においてもつとも広く採用される方法は, 前述の Böhler 法, BISRA 法, Junghans 法, Rossi 法などの中, いずれの方法であるかをつぎに考察して見よう。

すなわち前述の設備, 能率, 品質に関する多角的な検討結果から, 各法の長短を比較すると第13表のごとくである。

再三述べるとおり, 連続鑄造法の実現にさいしてもつとも重要な鍵を握る過程は, ビレットを鑄型から連続的に引抜く過程である。したがって鑄型の設計が連続鑄造法の優劣を左右するもつとも大きな点である。第13表

第13表 鋼の連続鑄造各法の比較

方法	鑄型とビレットとの相対運動	鑄型の形式
Böhler	静止鑄型からの連続滑り, ビレットに横割が発生する。	管状鑄型 小型ビレットに限られる。従来のビレットの最大寸法は 120mm ϕ または 450mm 巾の矩形断面
BISRA	ばね懸垂鑄型からの断続滑り, ビレットに横割が発生する。	管状鑄型 実験規模の域を脱していない。
Junghans	強制的上下往復運動鑄型からの間歇滑り。ビレットに品質的な欠陥がなく, かつ比較的高速の鑄造が可能である。	管状鑄型 小型ビレットに限られる。従来のビレットの最大寸法は 240mm ϕ または 500mm 巾の矩形断面
Rossi	強制的上下往復運動鑄型からの間歇滑り。ビレットに品質的な欠陥がなく, かつ最も高速の鑄造が可能である。	管状鑄型と塊状鑄型との併用, 大型ビレットの鑄造が可能である。従来のビレットの最大寸法は 290mm ϕ 又は 1200mm 巾の矩形断面

からも明らかなように, ビレットの横割という品質的な面からまず静止鑄型の Böhler 法およびばね懸垂鑄型の BISRA 法は落ち, つぎにビレットの大型化いかえれば生産性および生産品種の機動性という点から管状鑄型のみを採用している Junghans 法は劣る。したがって強制往復運動鑄型方式でかつ塊状鑄型を採用している Rossi 法が, 生産機械として将来ももつとも有望視されるべきであることが明らかである。

すでに現在第1表に示したとおり世界の連続鑄造機の中, 生産規模のものは Rossi 法によつてほとんど独占されていることは, その将来性を予測するにさいしてまたとない根拠を与えるものといえよう。

VIII. 結 言

鋼の連続鑄造法について, 設備, 生産性, ビレットの品質などのいろいろの観点から現状を述べ, かつその将来性を考察した。

現在鋼の連続鑄造技術の基礎的な研究ならびに工業的な技術は, キルド鋼に関してほとんど完成の域に達している。したがって連続鑄造法は鋼の大量生産方式の一環としての確固たる地位を一応築き終つたといえよう。

将来鋼の連続鑄造法は, 撓まぬ研究によつてその設備の設計ならびに生産技術の一段の改良進歩を遂げるとともに, リムド鋼の分野にも突入するであろうことは想像にかたくない。

第1表に示した50機に達せんとする世界の鋼の連続鑄造設備がやがて3桁の大台を超えて遙かに発展する日もそう遠くはないと考える。

最後に執筆に当たっているいろいろの情報、資料を提供された CONCAST A. G. に対して深く感謝するしだいであります。
(昭和36年3月寄稿)

文 献

- 1) U. S. A. Patent No. 49503
- 2) 大中都四郎, 明田義男: 日本金属学会誌, 21 (1957) No. 1, A-1
- 3) J. GOUZOU: Publications de l'Association des Ingénieurs de la Faculté Polytechnique de Mons, No. 1, (1954) p. 10
- 4) H. KRAINER u. B. TARMANN: Stahl u Eisen, 69 (1949) Nr. 23, p. 813
- 5) H. KRAINER u. B. TARMANN: Stahl u Eisen, 70 (1950) Nr. 24, p. 1098
- 6) J. HOFMAIER: Stahl u Eisen, 77 (1957) Nr. 2, p. 69
- 7) J. SAVAGE & W. H. PRITCHARD: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 178 (1954) Nov. p. 269
- 8) B. H. C. WATERS, W. H. PRITCHARD, A. BRAYBROOK & G. T. HARRIS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 190 (1958) Nov. p. 233
- 9) I. HARTER: Proc. Electr. Furn., 8 (1950) p. 31
- 10) I. HARTER: Iron & Steel Eng., 33 (1956) No. 4, p. 58
- 11) The Metal Bull. No. 4007 (1955) Jul. p. 5
- 12) Steel, 141 (1957) 25 Mar., p. 108
- 13) D. I. BROWN: Iron Age, 168 (1951) Sep. 20, p. 113
- 14) W. B. PIERCE: Blast Furn. & Steel Plant 41 (1953) No. 11, p. 1301
- 15) F. G. JAICKS, L. E. KRAAY & M. TENENBAUM: J. Metals, 9 (1957) No. 8, p. 1057
- 16) E. C. BAUDET: Iron Age, 174 (1954) 4 Nov., p. 113
- 17) H. G. DE YOUNG: Preprint Paper to be read before General Meeting of A. I. S. I. at New York, (1955) 25~26 May
- 18) W. W. JACOB: Iron & Steel Engr., 33 (1956) No. 12, p. 97
- 19) K. G. SPEITH u. A. BUNGEROTH: Stahl u Eisen, 72 (1952) Nr. 15, p. 869
- 20) K. G. SPEITH u. A. BUNGEROTH: Stahl u Eisen, 76 (1956) Nr. 8, p. 437
- 21) FCAFF, Report submitted to Committee on Industry and Natural Resources at Bangkok, Thailand, (1957) 3~10 Jul.
- 22) K. G. SPEITH u. A. BUNGEROTH: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 190 (1958) Oct., p. 158
- 23) G. I. KOZLITIN & I. N. KOLYBALOV: STAL, 17 (1957) No. 3, p. 209
- 24) B. N. KATOMIN & V. S. RUTES: Nauk OTN (1957) Jan., p. 123
- 25) I. M. D. HALLIDAY: Iron & Steel, 31 (1958) No. 9, p. 417
- 26) G. A. GORBUIZ: Proceedings of the first All-Union Conference on the Continuous Casting of Steel at Moscow, (1955) Oct.
- 27) U.S.S.R.: Advance in Steel Technology in 1956, submitted to United Nations Conference, Geneva, (1958) p. 87
- 28) I.M.D. HALLIDAY: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 191 (1959) Feb., p. 121
- 29) R. SEWELL: Iron & Coal Trades Rev. (1957) 15 Feb., p. 391
- 30) 牛島清人: 鉄と鋼, 47 (1961) No. 3, p. 390
- 31) M. S. BOJTJENKO, V. S. RUTES & H. A. NIKOLAJEFF: STAL, 16 (1956) No. 6, p. 505
- 32) 牛島清人: 鉄と鋼, 47 (1961) No. 3, p. 391
- 33) J. METALS, 9 (1957) No. 8, p. 1049
- 34) M. S. BOICHENKO, V. S. RUTES, D. P. EVTEEV & B. N. KATOMIN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 191 (1959) Feb., p. 109
- 35) 明田義男, 牛島清人: 鉄と鋼, 46 (1960) No. 14 p. 1733
- 36) A. SCHACK: Der industrielle Wärmeübergang, Dusseldorf (1948) p. 145
- 37) 牛島清人: 鉄と鋼, 47 (1961) No. 3, p. 393
- 38) A. A. SKVORTSOV, A. D. AKIMENKO & K. P. KOROTKOV: STAL, 16 (1956) p. 883
- 39) A. D. AKIMENKO & A. A. SKVORTSOV: Izv. VUZ, Chern. Metallurgiya, (1958) No. 12, p. 45
- 40) H. KOSMIDER, H. NEUHAUS u. A. WEYEL: Stahl u Eisen 76 (1956) Nr. 11, p. 668
- 41) K. G. SPEITH u. A. BUNGEROTH: Forschungs-Berichte des Wirtschafts- u. Verkehrsministeriums Nordrhein-Westfalen, (1956) No. 234, p. 1
- 42) H. KRAINER & B. TARMANN: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 190 (1958) Oct., p. 105
- 43) R. FIEVET: J. Metals, 9 (1957) No. 9, p. 1129
- 44) L. F. BARNHARDT, G. E. STOCK & W. V. PORTER: J. Metals, 9 (1957) No. 8, p. 1050
- 45) J. ZAEYTYDT: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 190 (1958) Oct. p. 165
- 46) K. I. AFANASEVA & T. P. IVENTSOV: STAL, 18 (1958) No. 7, p. 559
- 47) Iron & Steel, (1958) No. 12, p. 594
- 48) A. D. AKIMENKO & A. A. SKVORTSOV: Nauchn. Doklady Vyssh Shkoly, Metallurgiya, (1959) No. 2, p. 123
- 49) P. THOMAS: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 190 (1958) Oct., p. 112
- 50) V. S. RUTES & N. A. NIKOLAJEFF:

- Matellurg, (1958) No. 10, p. 15
- 51) M. TENENBAUM, C. F. SCHRADER & L. MAIR: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 190 (1959) Jun. p. 120
- 52) H. B. OSBORN: Iron & Steel Eng., 37 (1960) No. 8, p. 131
- 53) M. SIGNORA & R. CARDANO: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 195 (1960) Jul., p. 253
- 54) G. FENTON & J. PEARSON: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 189 (1958) Jun., p. 160
- 55) V. S. RUTES & V. A. LEITES: Liteinoe Proizvodstvo 9 (1958) No. 12, p. 10
- 56) N. CHVORINOV: Hutnické Listy, 12 (1957) No. 3, p. 196
- 57) W. S. PELLINI: Proc. Electr. Furn., (1956) p. 38
- 58) E. MARBURG: J. Metals, 5 (1953) No. 2, p. 157
- 59) 牛島清人: 鉄と鋼, 47 (1961) No. 2, p. 116
- 60) M. S. BOICHENKO, O. T. GAVRILOV, Y. B. KAN & B. Z. KONONOV: STAL, 18 (1958) No. 11, p. 983
- 61) G. WILZ et M. PETITDIDIER: Rev. de Mét., 55 (1958) No. 5, p. 486
- 62) N. M. LOPATYSHKIN: V. S. RUTES & G. V. GURSKII: STAL, 18 (1958) No. 5, p. 417
- 63) V. S. RUTES, N. A. NIKOLAEV & V. I. AKHTYRSKII: STAL, 20 (1960) No. 3, p. 212
- 64) R. W. RUDDLE: the solidification of Castings (1950) the Inst. of Metals Monograph and Report Series No. 7
- 65) L. H. NELSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 22 (1934) p. 193
- 66) J. W. SPRETNAK: Trans. Ame. Soc. Metals, 39 (1947) p. 567
- 67) J. CHIPMAN & C. R. FONDERSMITH: Trans. Met. Soc., Amer. Inst Min., Met. & Pet. Eng., (1937) p. 370
- 68) Dron & Coal Trades Rev., 180 (1960) 29 Apr., No. 4789, p. 945
- 69) 明田義男, 佐々木寛太郎, 牛島清人: 鉄と鋼, 45 (1959) No. 12, p. 1341
- 70) J. Metals 9 (1957) No. 9, p. 1132
- 71) G. C. OLSON: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 189 (1958) Sep., p. 40
- 72) 明田義男, 牛島清人: 鉄と鋼, 46 (1960) No. 7, p. 753
- 73) A. D. AKIMENKO, A. M. MAKUSKIN, A. A. SKVORTSOV, A. V. KHRIPKOV & L. B. SHENDEROV: STAL, 18 (1958) No. 6, p. 509
- 74) F. LEITNER & R. ROSEGER: Berg-und Hüttenm. -Monatshefte, 104 (1959) No. 10~11, p. 222
- 75) N. M. LOPATYSHKIN: STAL 20 (1960) No. 3 p. 259
- 76) M. Y. BROVMAN, E. V. SURIN & V. S. LITVINOV: STAL, 20 (1960) No. 5, p. 334
- 77) V. I. YAVOISKI: Proceedings of the first All-Union Conference on the Continuous Casting of Steel at Odessa, Oct: 1955, p. 199
- 78) Y. E. KAN, E. P. MATEVOSYAN & B. Z. KONONOV: STAL, 20 (1960) No. 9, p. 845
- 79) J. SELRON: Iron Age, 175 (1955) No. 8, Feb. 24, p. 88
- 80) F. LEITNER u F. SCHMIDT: Stahl u Eisen, 78 (1958) Nr. 15, p. 1028
- 81) Iron & Coal Trades Rev., (1956) Oct. 19, p. 973
- 82) E. A. ATKIN & E. F. FARRINGTON: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 196 (1960) Oct. p. 217
- 83) I. M. MADSEN: Iron & Steel Eng., 38 (1961) No. 1, p. 127